

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 特 許 公 報 (B 2)

(11) 特許番号

特許第3251648号

(P3251648)

(45) 発行日 平成14年1月28日 (2002.1.28)

(24) 登録日 平成13年11月16日 (2001.11.16)

(51) Int. Cl. <sup>7</sup>	識別記号	P I
C 2 2 C 38/00	3 0 2	C 2 2 C 38/00 3 0 2 Z
C 2 1 D 8/00		C 2 1 D 8/00 E
9/46		9/46 Q
C 2 2 C 38/50		C 2 2 C 38/50

請求項の数 2 (全 10 頁)

(21) 出願番号	特願平4-209808
(22) 出願日	平成4年7月14日 (1992.7.14)
(65) 公開番号	特開平6-33185
(43) 公開日	平成6年2月8日 (1994.2.8)
審査請求日	平成11年6月11日 (1999.6.11)

(73) 特許権者	000004581 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号
(72) 発明者	植松 美博 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社鉄鋼研究所内
(72) 発明者	宇都宮 武志 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社鉄鋼研究所内
(72) 発明者	廣津 貞雄 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社鉄鋼研究所内
(74) 代理人	100092392 弁理士 小倉 亘
審査官	小柳 健悟

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

1

【請求項1】 C: 0.08重量%以下, Si: 0.7~2.5重量%, Mn: 3.0重量%以下, Ni: 6.0~10.0重量%, Cr: 10.0~17.0重量%, Cu: 0.5~2.0重量%, Mo: 0.5~3.0重量%, Ti: 0.15~0.45重量%, N: 0.015重量%以下及びS: 0.003重量%以下を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる組成を有し、焼鈍後に平均結晶粒径が25  $\mu$ m以下であり、マトリックスに析出した粒径 $5 \times 10^{-3} \mu$ m以上の析出物が $6 \times 10^6$ 個/mm<sup>2</sup>以下に抑えられている組織をもつことを特徴とする強度及び靱性に優れた析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼。

【請求項2】 C: 0.08重量%以下, Si: 0.7~2.5重量%, Mn: 3.0重量%以下, Ni: 6.

2

0~10.0重量%, Cr: 10.0~17.0重量%, Cu: 0.5~2.0重量%, Mo: 0.5~3.0重量%, Ti: 0.15~0.45重量%, N: 0.015重量%以下及びS: 0.003重量%以下を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる組成を有する鋼を溶体化処理した後、35%以上の冷間圧延を施し、次いで980~1130℃の温度に5分以下加熱する焼鈍を施し、更に時効処理を行うことを特徴とする強度及び靱性に優れた析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、時効処理後に高強度を発現し、且つ高い強度領域においても靱性に優れた析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼及びその製造方法

## 全項目

- (19)【発行国】日本国特許庁(JP)  
(12)【公報種別】特許公報(B2)  
(11)【特許番号】特許第3251648号(P3251648)  
(24)【登録日】平成13年11月16日(2001. 11. 16)  
(45)【発行日】平成14年1月28日(2002. 1. 28)  
(54)【発明の名称】析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼及びその製造方法  
(51)【国際特許分類第7版】

C22C 38/00 302  
C21D 8/00  
9/46  
C22C 38/50

## 【FI】

C22C 38/00 302 Z  
C21D 8/00 E  
9/46 Q  
C22C 38/50

## 【請求項の数】2

## 【全頁数】10

- (21)【出願番号】特願平4-209808  
(22)【出願日】平成4年7月14日(1992. 7. 14)  
(65)【公開番号】特開平6-33195  
(43)【公開日】平成6年2月8日(1994. 2. 8)  
【審査請求日】平成11年6月11日(1999. 6. 11)  
(73)【特許権者】  
【識別番号】000004581  
【氏名又は名称】日新製鋼株式会社  
【住所又は居所】東京都千代田区丸の内3丁目4番1号  
(72)【発明者】  
【氏名】植松 美博  
【住所又は居所】山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社鉄鋼研究所内  
(72)【発明者】  
【氏名】宇都宮 武志  
【住所又は居所】山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社鉄鋼研究所内  
(72)【発明者】  
【氏名】廣津 貞雄  
【住所又は居所】山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社鉄鋼研究所内  
(72)【発明者】  
【氏名】大橋 誠一  
【住所又は居所】山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社鉄鋼研究所内  
(74)【代理人】  
【識別番号】100092392  
【弁理士】  
【氏名又は名称】小倉 亘  
【審査官】小柳 健悟  
(56)【参考文献】

【文献】特開 昭60-36649(JP, A)  
【文献】特開 昭60-36623(JP, A)  
【文献】特開 昭63-171857(JP, A)  
【文献】特開 昭60-152660(JP, A)  
(58)【調査した分野】(Int. Cl. 7, DB名)  
C22C 38/00 302  
C21D 8/00  
C21D 9/46  
C22C 38/50

---

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】C:0.08重量%以下, Si:0.7~2.5重量%, Mn:3.0重量%以下, Ni:6.0~10.0重量%, Cr:10.0~17.0重量%, Cu:0.5~2.0重量%, Mo:0.5~3.0重量%, Ti:0.15~0.45重量%, N:0.015重量%以下及びS:0.003重量%以下を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる組成を有し、焼鈍後に平均結晶粒径が25 $\mu$ m以下であり、マトリックスに析出した粒径 $5 \times 10^{-2} \mu$ m以上の析出物が $6 \times 10^6$ 個/ $\text{mm}^2$ 以下に抑えられている組織をもつことを特徴とする強度及び靱性に優れた析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼。

【請求項2】C:0.08重量%以下, Si:0.7~2.5重量%, Mn:3.0重量%以下, Ni:6.0~10.0重量%, Cr:10.0~17.0重量%, Cu:0.5~2.0重量%, Mo:0.5~3.0重量%, Ti:0.15~0.45重量%, N:0.015重量%以下及びS:0.003重量%以下を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる組成を有する鋼を溶体化処理した後、35%以上の冷間圧延を施し、次いで980~1130 $^{\circ}$ Cの温度に5分以下加熱する焼鈍を施し、更に時効処理を行うことを特徴とする強度及び靱性に優れた析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法。

---

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、時効処理後に高強度を発現し、且つ高い強度領域においても靱性に優れた析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼は、時効処理前の硬さが低く、打ち抜き加工性や成形加工性に優れている。他方、時効処理後を施した後では、析出硬化によって高強度を発現する。この特徴を活用して、各種バネ、スチールベルト等として析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼が使用されている。

【0003】本出願人も、この種の析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼として、高強度で且つ靱性に優れたスチールベルト用材料を特公昭59-49303号として紹介した。ここで紹介した析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼においては、溶体化処理状態や溶接後の熱影響部に多量のオーステナイト相が残留しないようにC, Ti, Mn, Ni, Cr, Cu及びAlの間で成分調整を図っている。これにより、特に溶接部のマルテンサイト化を促進させ、時効処理による強度向上を図っている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】特公昭59-49303号で紹介した析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼は、強度の面で要求特性を満足するものの、スチールベルト等として過酷な使用雰囲気曝されると靱性が不足する場合がある。析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼の靱性は、Mo添加によって向上させることができる。しかし、使用分野が多岐にわたるに伴って、従来よりも更に高い靱性が要求されるようになってきている。このように高い靱性が要求される場合、単にMo添加だけで要求特性を満足させることができない。



【0005】本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、結晶粒が微細で且つ析出物の少ない組織とすることにより、高強度化に起因して靱性の低下を引き起こさない析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明の析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼は、その目的を達成するため、C:0.08重量%以下、Si:0.7~2.5重量%、Mn:3.0重量%以下、Ni:6.0~10.0重量%、Cr:10.0~17.0重量%、Cu:0.5~2.0重量%、Mo:0.5~3.0重量%、Ti:0.15~0.45重量%、N:0.015重量%以下及びS:0.003重量%以下を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる組成を有し、焼鈍後に平均結晶粒径が $25\mu\text{m}$ 以下であり、マトリックスに析出した粒径 $5 \times 10^{-2}\mu\text{m}$ 以上の析出物が $6 \times 10^6$ 個/ $\text{mm}^2$ 以下に抑えられている組織をもつことを特徴とする。

【0007】この析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼は、C:0.08重量%以下、Si:0.7~2.5重量%、Mn:3.0重量%以下、Ni:6.0~10.0重量%、Cr:10.0~17.0重量%、Cu:0.5~2.0重量%、Mo:0.5~3.0重量%、Ti:0.15~0.45重量%、N:0.015重量%以下及びS:0.003重量%以下を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる組成を有する鋼を溶体化処理した後、35%以上の冷間圧延を施し、次いで $980 \sim 1130^\circ\text{C}$ の温度に5分以下加熱する焼鈍を施し、更に時効処理を行うことにより製造される。

【0008】

【作用】特開昭59-493030号公報で紹介したマルテンサイト系ステンレス鋼について、更なる靱性の向上を図るためには焼鈍時の再結晶によって結晶粒を微細化させると共に、靱性低下の要因であるTiC等の析出物をマトリックスに再固溶させる必要があると考えた。この前提の下で、焼鈍後の結晶粒を平均粒径で $25\mu\text{m}$ 以下とし、析出物の分布量を $6 \times 10^6$ 個/ $\text{mm}^2$ 以下に抑えるとき、高い強度を維持しながら靱性の向上が図られることが実験的に確認された。

【0009】結晶粒が細かく且つTiC等の析出が抑制された組織は、特定された成分をもつマルテンサイト系ステンレス鋼に高い圧延率で冷間圧延を施し、次いで $980 \sim 1130^\circ\text{C}$ の温度域で焼鈍することによって得られる。また、靱性は、疲労予亀裂を付けた試験片の常温引張り試験における最大引張り応力で表される指標 $J_M$ に基づいて正確に評価することができる。 $J_M$ 値が $1400\text{N}$

$\text{mm}^2$ 以上のとき、焼鈍後の結晶粒が平均粒径で $25\mu\text{m}$ 以下であり、析出物の分布量が $6 \times 10^6$ 個/ $\text{mm}^2$ 以下に抑えられた組織が得られている。

【0010】以下、本発明の析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼に含まれる合金成分及びその含有量について説明する。

C: 鋼の強度を向上させ、且つ高温で生成する $\delta$ フェライト相を抑制する上で有効な元素である。しかし、C含有量が多量になるに従って、焼入れにより生成したマルテンサイト相の硬度が上昇し、冷間加工変形能が低下する。その結果、成形加工性が不十分になると共に、溶体化処理後の冷却でマルテンサイト単相組織を得ることが困難になる。更に、焼鈍状態でTiCの生成を促進させ、靱性を低下させる。したがって、本発明においては、C含有量の上限を0.08重量%に規定した。

【0011】Si: 固溶強化能が大きく、マトリックスを強化する作用を呈する。また、Ti及びNiと複合添加することによって、時効処理時にSi、Ti、Ni等の元素からなる金属間化合物の微細整合析出が生じ、鋼の強度を向上させる。このような作用は、Si含有量が0.7重量%以上で顕著に現れる。しかし、2.5重量%を超える多量のSiを含有させるとき、 $\delta$ フェライト相の生成が助長され、強度及び靱性が低下する。したがって、Si含有量は、0.7~2.5重量%の範囲に設定した。

Mn: 高温域で $\delta$ フェライト相が生成することを抑制する作用を呈する。しかし、多量のMn添加は、溶接部の靱性低下や溶接作業性低下を引き起こし易い。そこで、本発明においては、Mn含有量の上限を3.0重量%に規定した。

【0012】Ni: 析出硬化に寄与し、 $\delta$ フェライト相の生成を抑制する。本発明の合金系においては、時効硬化能を低下させず、高強度で且つ高靱性を維持するために、最低6.0重量%のNi含有が必要である。しかし、10.0重量%を超える多量のNiを含有させるとき、焼入れ以後の残留オーステナイト相の量が増加し、必要とする強度が得られない。そこで、Ni含有量は、6.0~10.0重

量%の範囲に設定した。

Cr: ステンレス鋼としての耐食性を得るため、少なくとも10.0重量%以上のCrを含有させることが必要である。しかし、17.0重量%を超える多量のCrを含有させると、 $\delta$ フェライト相及び残留オーステナイト相が生成し、溶接部の強度を低下させる原因となる。そこで、Cr含有量は、10.0～17.0重量%の範囲に設定した。

【0013】Cu: 本発明の合金系においては、Cuの析出強化作用を特に重視しなくても高い強度を得ることができる。しかし、亜硫酸ガス系の腐食環境下における耐食性を確保するためにはCrの含有だけでは不十分であり、この点でCuの添加が有効である。Cu含有量が0.5重量%以上になると、耐食性の向上が顕著になる。しかし、2.0重量%を超えて多量のCuを含有させるとき、熱間加工性が劣化し、加工された素材表面にひび割れ等の欠陥が発生することがある。また、多量のCu添加に伴って、高強度化した場合に靱性が低下する傾向がみられる。そこで、0.5～2.0重量%の範囲にCu含有量を設定した。

【0014】Mo: 強度及び靱性を向上させる上で、有効な合金元素である。有効な硬化能を発現するためには、0.5重量%以上のMoを含有させることが必要である。しかし、3.0重量%を超えるMoを含有させても、Mo含有量の増加に見合った強度及び靱性の向上が得られない。しかも、多量のMoを含有させると、 $\delta$ フェライト相の生成が助長され、溶接部の強度が低下し易くなる。そこで、Mo含有量は、0.5～3.0重量%の範囲に設定した。

Ti: 析出硬化に寄与する合金元素であり、高強度を得るために0.15重量%以上のTiを含有させることが必要である。しかし、0.45重量%を超えて多量のTiを含有させると、過度の析出硬化反応によって強度の向上が図られるものの靱性の低下が生じる。そこで、0.15～0.45重量%の範囲にTi含有量を設定した。

【0015】N: Tiとの親和力が大きく、析出硬化元素として働く有効TiをTiNの生成によって消費する。また、N含有量の増加に応じTiN介在物が大きくなり、疲労強度や靱性を低下させる原因となる。したがって、N含有量は低いほど好ましく、本発明においてはN含有量の上限を0.015重量%に規定した。

S: MnS等の非金属介在物として鋼中に存在し、疲労強度、靱性、耐食性等に悪影響を与える。この点で、S含有量は低いほど好ましく、上限を0.003重量%に規定した。

【0016】本発明で使用する鋼は、以上の化学成分範囲で溶体化処理後に実質的にマルテンサイト単相組織が生成するように成分調整される。この鋼の残部は、基本的にはFeであるが、不可避免的に混入する不純物を除き、脱酸を目的として添加されたAl、脱硫を目的として添加されたCa、希土類金属、熱間加工性を向上させるために添加された0.01重量%以下のB等を含有することもできる。Alは、Tiと同様な作用を呈するので、Tiの一部を置換して0.45重量%以下の割合で含有させても良い。本発明で規定された合金元素を含有するステンレス鋼は、溶体化処理され、冷間圧延が施された後、焼鈍される。このとき、圧延率35%未満で冷間圧延を行うと、焼鈍時に一部或いは全体に粗大な結晶粒が発生する。粗大結晶粒に成長した組織をもつステンレス鋼に時効処理を施すと、高強度化に伴って靱性が低下する。

【0017】高強度を維持しながら高い靱性を確保するためには、焼鈍時に均一で微細な再結晶粒を生成させることが必要である。焼鈍時に生成する再結晶粒を平均粒径で25 $\mu$ m以下の細粒にするとき、 $J_M$  値で1400N/mm<sup>2</sup> 以上の高い靱性が得られる。微細な組織を得るためには、焼

鈍に先立って行われる冷間加工により多数の加工歪みを導入することが重要である。この点で、圧延率35%以上の冷間加工を採用した。冷間圧延されたステンレス鋼は、再結晶及び析出物固溶化のため、980～1130℃の温度域で焼鈍される。1130℃を超える高温で焼鈍すると、再結晶の成長が促進され、粗大な再結晶粒が生成し易くなる。逆に980℃未満の焼鈍温度では、鋼中に存在するTiC等の析出物がマトリックスに十分に固溶せず、靱性低下の原因となる。この点で、1000～1100℃の温度域で焼鈍することが好ましい。また、長時間をかけて焼鈍すると、再結晶粒が粗大化し易い。そのため、焼鈍時間の上限を5分とした。

【0018】焼鈍により、析出していたTiC等の大半がマトリックスに固溶するものの、完全に析出物を固溶させようとすると焼鈍温度を高くしたり、焼鈍時間を長くすることが必要になる。その結果、再結晶粒が粗大化し、強度低下を引き起こす。本発明者等の研究によると、焼鈍後に固溶せず



に残留している析出物のうち、粒径 $5 \times 10^{-2} \mu\text{m}$ 以上の析出物を $6 \times 10^6$  個/ $\text{mm}^2$  以下の分布割合に抑え、且つ平均粒径で $25 \mu\text{m}$ 以下の微細な結晶粒を維持することにより、時効処理後の強度及び靱性の双方が改善されることが判明した。焼鈍されたステンレス鋼は、必要に応じ調質圧延によって良好な形状に成形される。形状特性を改善するためには、3%以上の圧延率で調質圧延を行うことが好ましい。しかし、調質圧延の圧延率を余り高くしても形状改善効果は小さく、却って靱性を低下させることにもなる。したがって、調質圧延は、圧延率3~50%で行うことが好ましい。

【0019】本発明では、疲労予亀裂を付けた試験片の切欠き引張り試験における最大応力 $J_M$ により靱性を評価している。 $J_M$  値は、従来の切欠き引張り試験に比較して、合金元素、加工熱処理等の諸因子が靱性に与える影響の詳細な調査を可能にする。この $J_M$  値が $1400 \text{N}/\text{mm}^2$  以上であると、前述した微細で析出物の少ない組織が形成されており、強度及び靱性共に優れた材料が得られる。焼鈍後のステンレス鋼は、適宜の調質圧延を経て時効処理される。時効処理としては、一般的に析出硬化型鋼で行われている $425 \sim 550^\circ\text{C}$ で10分以上加熱する熱処理が採用される。時効処理によって、高強度が発現され、 $J_M$  値が $1400 \text{N}/\text{mm}^2$  以上の靱性に優れた材料が得られる。

【0020】 $J_M$  値が $1400 \text{N}/\text{mm}^2$  以上であることから、引張り強さも少なくとも $1400 \text{N}/\text{mm}^2$  以上になっている。たとえば、引張り強さが $1650 \text{N}/\text{mm}^2$  程度であっても、 $J_M$  値が $1400 \text{N}/\text{mm}^2$  以上であれば、相当に優れた靱性が得られる。しかし、 $1400 \text{N}/\text{mm}^2$  未満の $J_M$  値では、靱性が急激に低下する。すなわち、高強度の領域において高い靱性を得るためには、 $1400 \text{N}/\text{mm}^2$  以上の $J_M$  値が必要である。

【0021】

【実施例】

実施例1: 表1に示した成分をもつ各ステンレス鋼について、100kgの鋼塊から熱間圧延を経て板厚6mmの熱延板を製造した。熱延板を切削加工した後、圧延率40%の冷間圧延及び $1030^\circ\text{C}$ に180秒加熱する焼鈍を施し、更に15%の調質圧延により板厚2mmの鋼帯に成形した。なお、表1におけるJ1~J5は、本発明の対象となる鋼である。他方、a~cは比較鋼であり、Mo含有量又はCu含有量が本発明で規定した成分範囲を外れている。

【表1】

表1: 使用したマルテンサイト系ステンレス鋼の種類

区分	鋼種 No.	合金成分及び含有量 (重量%)									
		C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	N
本発明の対象鋼	J 1	0.038	1.48	0.18	0.002	7.12	13.61	0.78	0.70	0.38	0.008
	J 2	0.030	1.30	0.37	0.001	7.06	13.77	0.79	0.81	0.44	0.006
	J 3	0.042	1.86	0.34	0.002	7.02	13.96	1.01	0.69	0.32	0.007
	J 4	0.040	1.19	0.21	0.002	6.98	14.01	2.62	0.77	0.34	0.011
	J 5	0.039	1.52	0.25	0.001	6.87	13.54	1.04	1.21	0.42	0.006
比較鋼	a	0.043	1.47	0.24	0.001	7.07	14.06	0.02	0.86	0.47	0.004
	b	0.031	1.05	0.33	0.002	6.85	13.58	3.11	0.83	0.35	0.005
	c	0.038	1.59	0.21	0.002	7.18	13.71	0.89	2.14	0.37	0.004

【0022】480℃に1時間加熱する時効処理を15%調質圧延材に施した後、硬さ、引張り強さ、切欠き引張り強さ、 $J_M$  値等の機械的性質を調べた。切欠き引張り強さは、ASTM E338-81に準拠して従来と同様な方法により測定した。 $J_M$  値の測定には、図1に示す試験片1を使用した。試験片1は、長さ160mm及び幅45mmの矩形状に成形し、それぞれの両端から28mmの位置に直径16mmの円形孔2, 3を穿設した。また、試験片1の中央部に直径4mmの中心孔4を穿設し、中心孔4から幅方向に延びた長さ2.5mm及び幅0.3mmのノッチ5, 6を放電加工により切り込んだ。そして、疲労試験機で長さ3.5mmの疲労予亀裂7, 8を導入した。この試験片1を切欠き引張り試験にかけると、亀裂の発生及び進展抵抗が同時に評価される従来の切欠き引張り試験と異なり、亀裂の進展抵抗のみが評価される。また、疲労予亀裂7, 8への応力集中度の方が高いことから、亀裂底における材料の靱性がより厳しく評価される。

【0023】測定結果を、表2に示す。また、引張り強さTSに対する切欠き引張り強さNTSの比率NTS/TS及び $J_M$  値の比率 $J_M$ /TSを引張り強さTSで整理したところ、比率NTS/TS及び $J_M$ /TSと引張り強さTSとの間に図2に示す関係が成立していることが判った。なお、図2において、○印は比率NTS/TSを示し、△印は比率 $J_M$ /TSを示す。また、白抜きが本発明の対象鋼、黒塗りが比較鋼である。本発明が対象とする鋼は、表2及び図2に示されているように、強度面では比較

鋼と大差がない。また、従来の切欠き引張り試験により靱性を評価するとき、本発明の対象鋼は、比較鋼と同じ靱性レベルにある。しかし、 $J_M$  値で靱性を評価するとき、本発明の対象鋼は、比較鋼よりも優れた靱性を示し、亀裂に対して強い進展抵抗をもっていることが判る。なお、鋼J1～J5は、何れも従来の析出硬化型鋼と同様な強度レベルにあり、従来のマルテンサイト鋼の加工と同様な加工方法によって各種の加工を施すことが可能である。

【表2】

表2：各種マルテンサイト系ステンレス鋼の性質

区分	鋼種 No.	圧延材の 硬さ HV	圧延材に480℃時効処理を施した後の性質				
			硬さ HV	引張り強さ TS N/mm <sup>2</sup>	切欠引張り強さ NTS N/mm <sup>2</sup>	$\frac{NTS}{TS}$	$\frac{J_M \text{ 値}}{TS}$ N/mm <sup>2</sup>
本発明例	J1	317	492	1579	1812	1.15	1468
	J2	309	499	1627	1850	1.14	1415
	J3	331	506	1632	1834	1.12	1436
	J4	321	497	1610	1839	1.14	1449
	J5	322	509	1659	1853	1.12	1410
比較例	a	315	497	1585	1794	1.13	1014
	b	316	508	1646	1832	1.11	1119
	c	331	512	1643	1823	1.11	1002

【0024】実施例2：表1に示した鋼J1の熱延板を切削加工し、20～60%の圧延率で冷間圧延した。次いで、1030℃に3分加熱する焼鈍を行った後、圧延率15%の調質圧延により板厚2mmの帯材を製造した。480℃に1時間加熱する時効処理を帯材に施し、時効材の引張り強さ及び $J_M$  値を測定した。測定結果を焼鈍前の冷間圧延率で整理したところ、引張り強さTS及び $J_M$  値と冷間圧延率との間に図3に示す関係が成立していた。図3から明らかなように、引張り強さTSは、冷間圧延率が大きくなるに従って上昇する傾向を示すが、それほど大きな変化はない。他方、 $J_M$  値は、冷間圧延率35%を境として大きく変化している。冷間圧延率が35%未満の試験片について、その組織を観察したところ、焼鈍時に結晶粒が大きく成長していることが判明した。これに対し、冷間圧延率35%以上の試験片では、結晶粒の成長が抑えられ、平均粒径で25μm以下の



微細な結晶組織をもっていた。このことから、焼鈍前に35%以上の圧延率で冷間圧延を施すことが、 $J_M$  値を $1400\text{N/mm}^2$ 以上にし、時効処理後の強度及び靱性を高いレベルにする上で有効であることが判る。

【0025】実施例3:表1の鋼J1に対し、焼鈍温度を $950\sim 1150^\circ\text{C}$ の範囲で変えながら3分加熱する焼鈍を行った。その他は実施例1と同様な加工熱処理を施した $480^\circ\text{C}$ 時効材について、 $J_M$  値を測定した。測定結果を焼鈍温度で整理したところ、 $J_M$  値と焼鈍温度との間に図4に示す関係が成立していた。図4から明らかなように、 $980^\circ\text{C}$ 未満の低い焼鈍温度では $J_M$  値が低くなっている。これは、析出物が十分に再固溶していないことに起因するものと推察される。また、 $1130^\circ\text{C}$ を超える高い焼鈍温度では、結晶粒の成長が活発に行われ、 $J_M$  値が低下している。これに対し、

$980\sim 1130^\circ\text{C}$ の温度域に焼鈍温度を維持したものでは、 $1400\text{N/mm}^2$ を超える高い $J_M$  値が得られている。このことから、強度及び靱性の双方共に優れた材質とするためには、 $980\sim 1130^\circ\text{C}$ の温度域で焼鈍を行う必要があることが判る。

【0026】実施例4:表1に示した鋼J1の熱延板に切削加工、冷間圧延、焼鈍を順次施した後、圧延率15%の調質圧延により板厚2mmの帯材を製造した。 $480^\circ\text{C}$ に1時間加熱する時効処理を帯材に施し、時効材の引張り強さ及び $J_M$  値を測定した。このとき、圧延率及び焼鈍温度を種々

変更することによって、焼鈍後の組織における再結晶粒の平均結晶粒径及び析出物の分布量を調整した。測定結果を焼鈍後の結晶粒径及び析出物分布量で整理したところ、引張り強さTS及び $J_M$  値と結晶粒径及び析出物分布量との間にそれぞれ図5及び図6に示す関係が成立していた。

なお、析出物分布量は、非水溶媒系電解液を用いて母相を数 $\mu\text{m}$ 溶解し、母相上に残存した析出物について、2万倍の視野で検出可能な析出物の個数をカウントし、単位面積当りの平均個数(個/ $\text{mm}^2$ )で表した。析出物は $\text{TiC}$ 、 $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ 等からなり、この視野では粒径 $5\times 10^{-2}\mu\text{m}$ 以上の析出物が観察された。

【0027】図5から明らかなように、引張り強さ及び $J_M$  値共に、平均結晶粒径が大きくなるに従って低下する傾向を示した。引張り強さの低下度はごく僅かであるが、 $J_M$  値は平均結晶粒径が $25\mu\text{m}$ を超えると大きく低下した。また、引張り強さは、図6に示すように析出物の分布量が増加するに伴って若干低下する傾向を示した。一方、 $J_M$  値は、析出物分布量 $6\times 10^6$  個/ $\text{mm}^2$ を境として急激に低下した。このことから、引張り強さを高レベルに維持した状態で $J_M$  値が $1400\text{N/mm}^2$ 以上の優れた靱性を付与するためには、焼鈍後の平均結晶粒径を $25\mu\text{m}$ 以下にし且つ析出物分布量を $6\times 10^6$  個/ $\text{mm}^2$ 以下に抑えることが有効であることが判る。すなわち、同じ成分をもつステンレス鋼であっても、冷間圧延によって導入される応力歪みの量及び焼鈍により解放される歪みや再結晶の成長度を調整することにより、高強度で且つ靱性に優れた析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼が得られる。

【0028】  
【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、C、Si、Mn、Ni、Cr、Cu、Mo、Ti等の成分調整を図ると共に、焼鈍後の組織における結晶粒の平均粒径及び析出物分布量を調整している。これにより、高強度を維持しつつ、従来よりも更に靱性を向上させた材料が得られる。しかも、従来と同等の製造コストで、性質改善を行うことができる。得られた析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼は、従来鋼と同等の強度や耐食性が要求され、更に高い靱性が要求される各種バネ、スチールベルト、その他の構造材料として使用される。

【図1】 靱性を評価する指標 $J_M$  値の測定に使用した試験片

【図2】 引張り強さTSに対する切欠き引張り強さNTSの比率 $NTS/TS$ 及び $J_M$  値の比率 $J_M/TS$ と引張り強さTSとの関係を表したグラフ

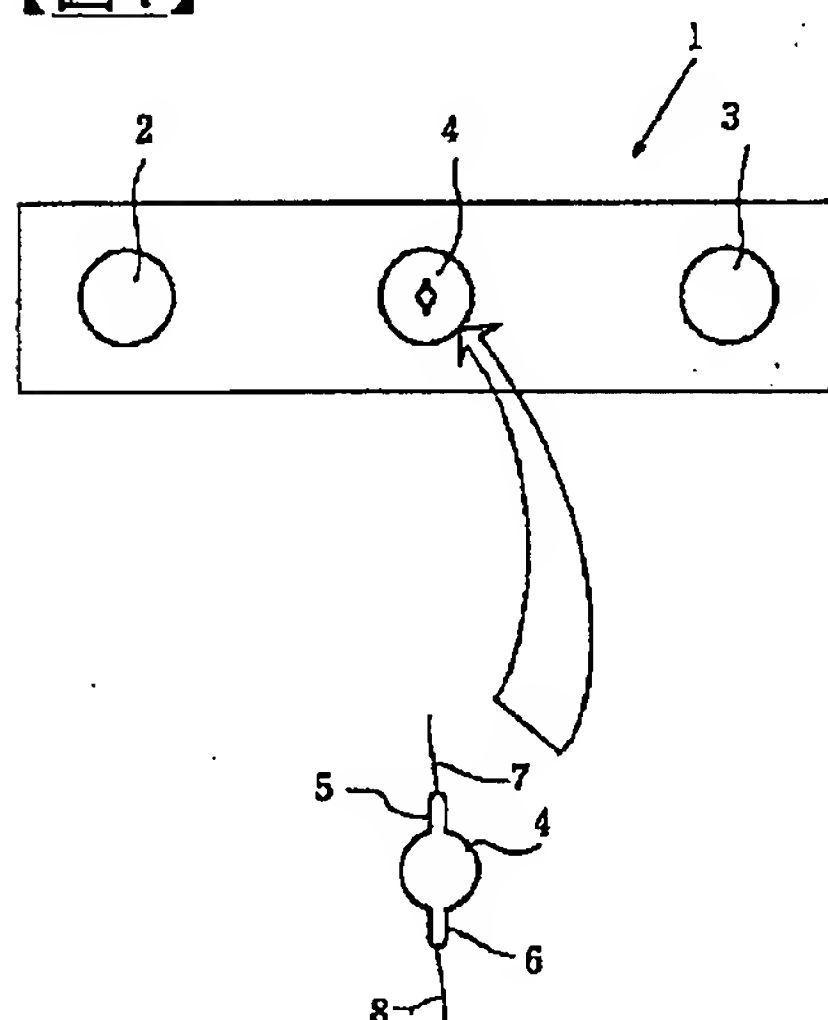
【図3】 冷間圧延率が引張り強さTS及び $J_M$  値に与える影響を表したグラフ

【図4】 焼鈍温度が $J_M$  値に与える影響を表したグラフ

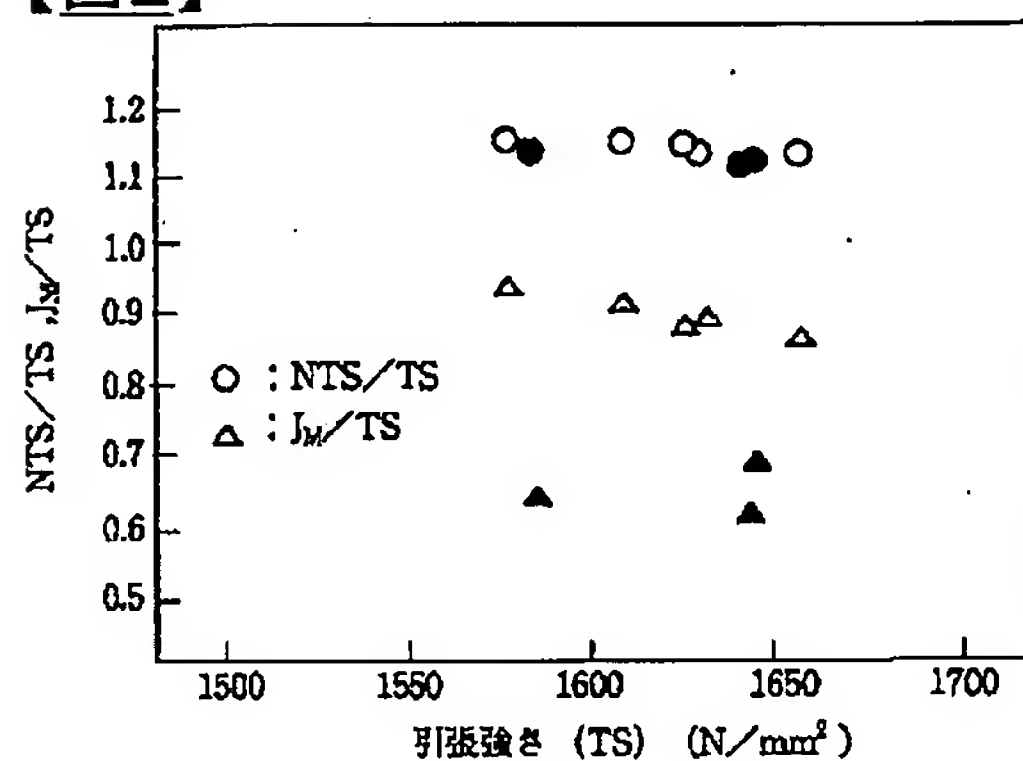
【図5】 焼鈍後の平均結晶粒径が引張り強さ及び $J_M$  値に与える影響を表したグラフ

【図6】 焼鈍後の析出物分布量が引張り強さ及び $J_M$  値に与える影響を表したグラフ

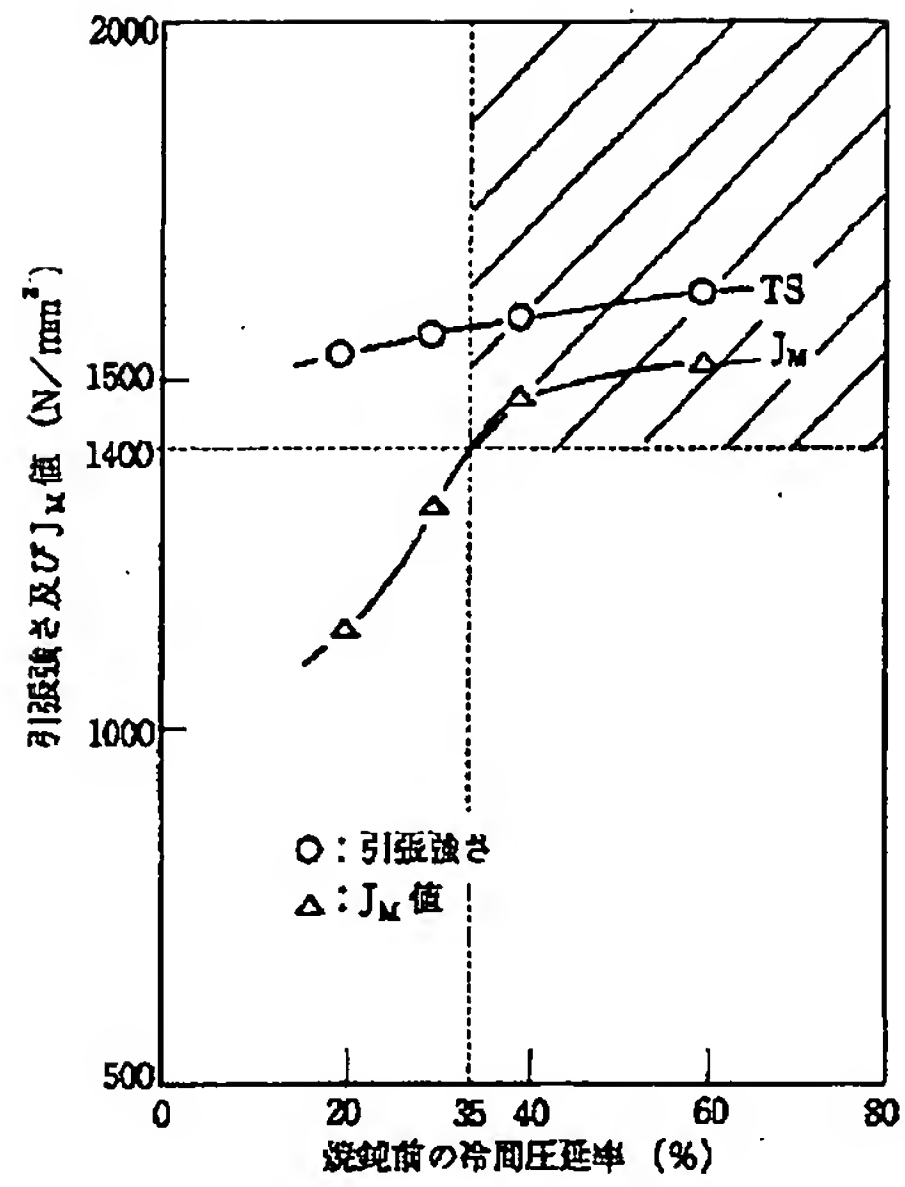
【図1】



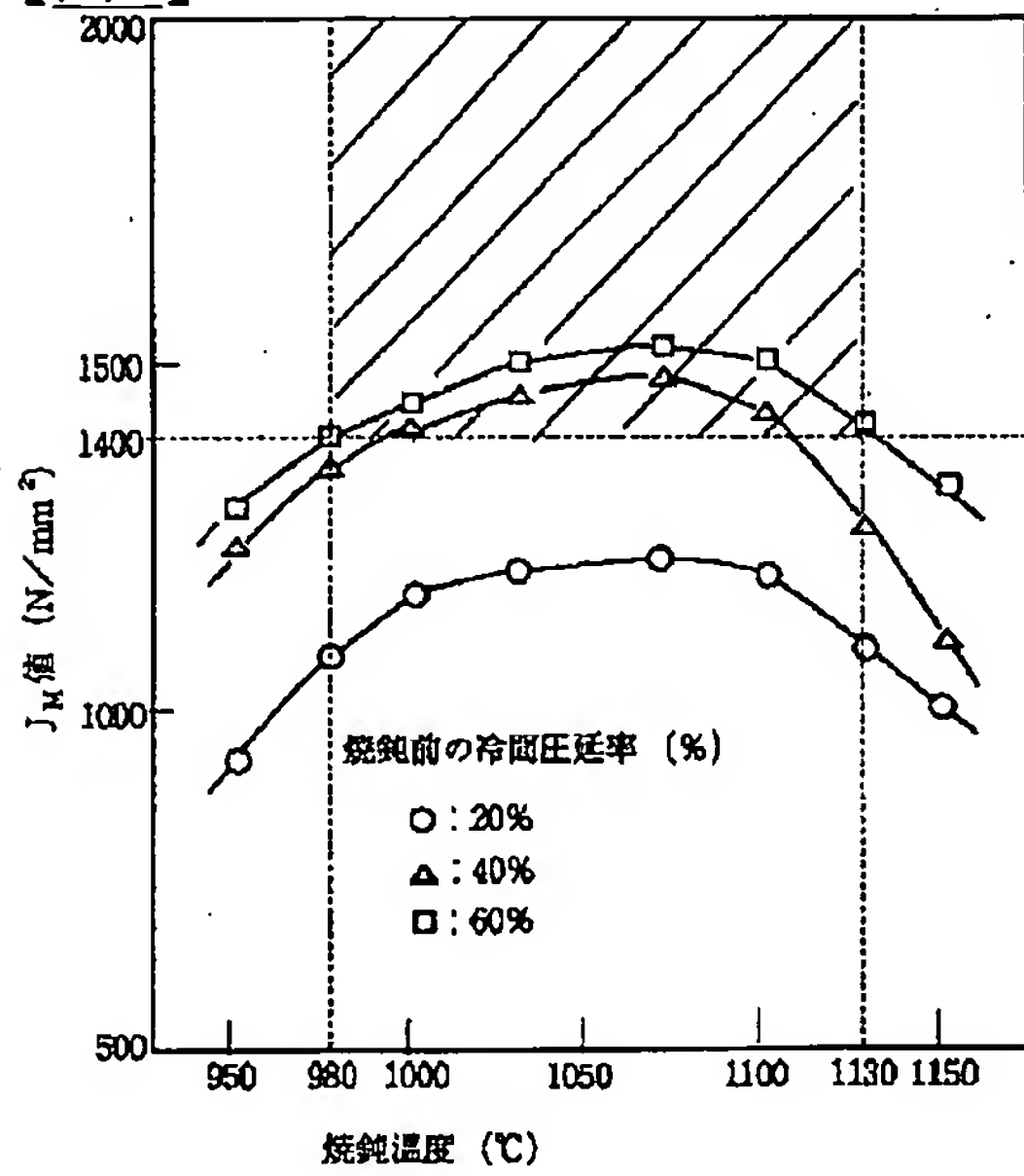
【図2】



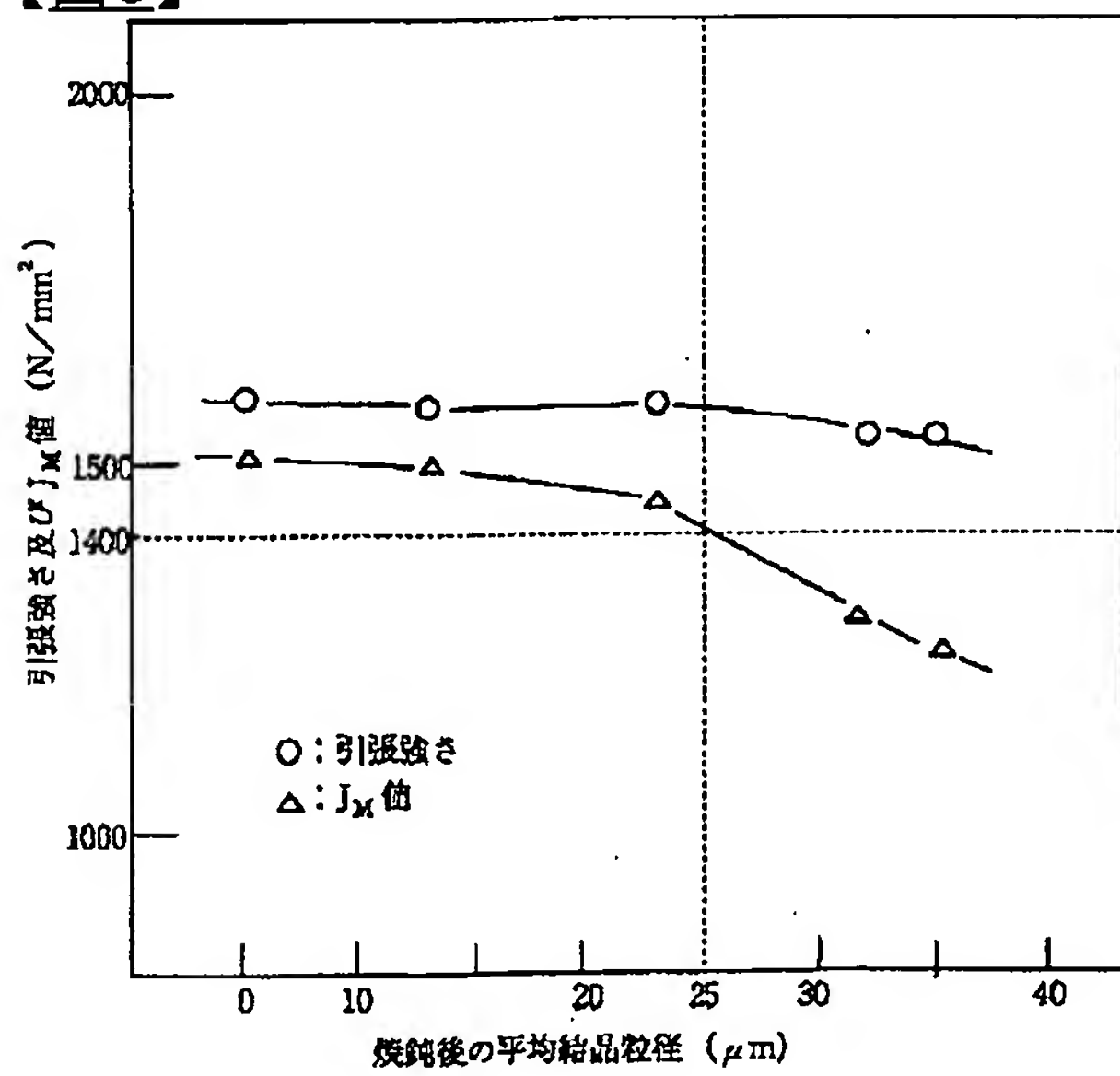
【図3】



【図4】

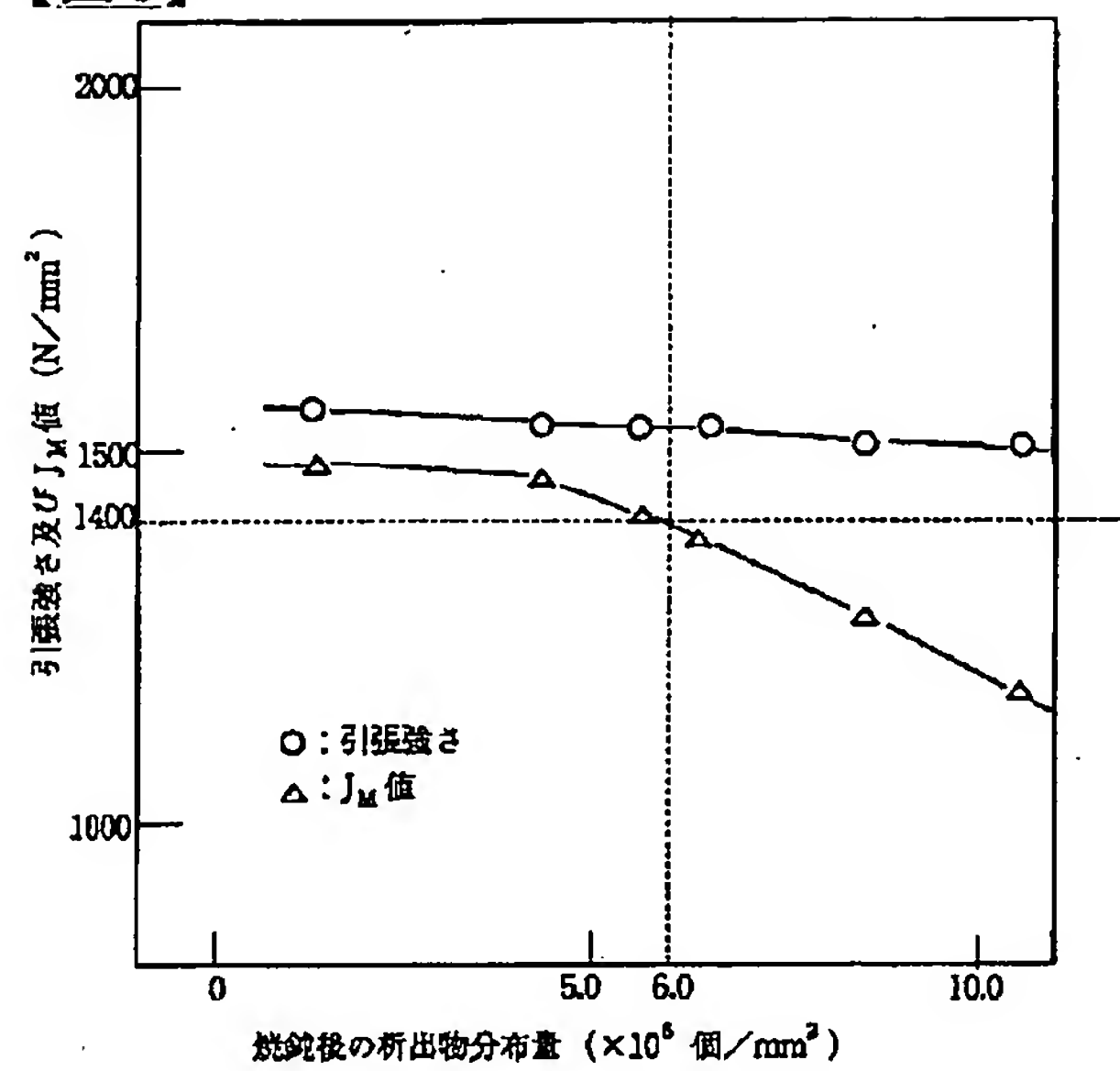


【図5】





【図6】



**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☐ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☒ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**